第30卷 第2期
2016年2月
材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH
Vol. 30 No. 2
February 2016

脱芯工艺对钴基高温合金DZ40M组织和性能的影响

佟 健[1] 陈甲祺[2] 郑 志[1] 于永泗[3] 宁礼奎[1] 刘恩泽[1]

1. 中国科学院金属研究所 沈阳 110016
2. 中国人民解放军驻430厂军代表室 西安 710021
3. 大连理工大学材料科学与工程学院 大连 116024

摘 要 研究了硅基和铝基陶瓷型芯脱除工艺对DZ40M钴基高温合金的组织和性能的影响。结果表明, 硅基陶瓷型芯脱芯处理24 h后, DZ40M合金的组织和性能没有显著变化; 经铝基陶瓷型芯脱芯处理300 h后, DZ40M合金的组织变化不明显, 但是力学性能显著下降。在合金试样外层厚度约1 mm的环形区发生脆化, 是其在脱芯处理过程中被充氢而发生氢脆引起的。

关键词 金属材料, DZ40M合金, 脱芯工艺, 显微组织, 力学性能, 氢脆

分类号 TG142 文章编号 1005-3093(2016)02-0140-09

Effect of Leaching Process for Ceramic Core on Microstructure and Mechanical Property of Investment Cast Co-base Superalloy DZ40M

TONG Jian[1] CHEN Jiaqi[2] ZHENG Zhi[1] YU Yongsi[3] NING Likui[1] LIU Enze[1*]

1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

2. Representative Office of PLA in 430, Xi'an 710021, China

3. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China

Manuscript received April 13, 2015; in revised form June 1, 2015.

*To whom correspondence should be addressed, Tel: (024)23971143, E-mail: nzliu@imr.ac.cn

ABSTRACT Effect of the leaching process of SiO_2- and Al_2O_3-based ceramic core on the microstructure and mechanical property of the investment cast Co-based superalloy DZ40M is investigated. It is shown that after immersion in the leaching medium for SiO_2-based ceramic core for 24 h, the microstructure and mechanical property of the alloy does not vary evidently; although after immersion in the leaching medium for Al_2O_3-based ceramic core for above 300 h, the microstructure variation of DZ40M alloy is not evident, but its mechanical property decreased remarkably, which may be due to the occurrence of an embrittled layer of about 1 mm in thickness on the alloy surface. The embrittled layer is caused by hydrogen embrittlement resulted from charging hydrogen during immersion in the leaching medium for Al_2O_3-based ceramic core.

KEY WORDS metallic materials, DZ40M alloy, core leaching technology, microstructure, mechanical properties, hydrogen embrittlement

空心叶片经熔模铸造成形后的型芯脱除, 受到人们的广泛关注。但是, 关于脱芯工艺对叶片合金本身组织和性能影响的研究却鲜有报导。海潮[1]在研究硅基陶瓷型芯脱芯工艺时观察了不同脱芯工艺参数下K438合金的腐蚀情况。结果表明, 随着脱芯剂KOH浓度和压力的增加和腐蚀时间的延长, 试块的腐蚀深度增加, 最大深度达到160 mm。Thornton等[2]的专利也表明, 提高脱芯剂溶液的碱浓度和温度, γ/γ'型镍基高温合金件表面被明显腐蚀, 平均腐蚀深度超过300 mm。但是李林等[3]在研究铝基脱芯剂时发现, 对于选定的脱芯工艺参数, 脱芯剂对航空发动机叶片没有任何影响。本文对导向叶片用DZ40M钴基高温合金进行硅基陶瓷型芯脱芯工艺

2015年4月13日收到初稿; 2015年6月1日收到修改稿。
本文联系人: 刘恩泽
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.204

处理(简称硅基脱芯处理)和铝基陶瓷型芯脱芯工艺处理(简称铝基脱芯处理), 研究处理后组织和性能的变化, 并探究脱芯工艺对叶片合金组织和性能的影响规律。

1 实验方法

用真空感应炉熔炼浇铸实验用母合金, 用定向抽拉得到直径为16 mm的试棒。标准合金的成分(质量分数, %)为: Ni 10.5, Cr 25.5, W 7.5, Mo 0.3, Al 0.85, Ti 0.2, Fe 1.0, Ta 0.3, Zr 0.2, C 0.45, Co bal.。

按照GB/T228.1-2010和GB/T4338-2006标准加工室温拉伸和高温持久试棒, 然后将其放入脱芯釜中。分别按照硅基和铝基陶瓷型芯的脱芯工艺进行脱芯过程模拟。硅基陶瓷型芯的脱芯工艺参数为: 工作温度150℃, 压力为0.1−0.2 MPa, 脱芯溶液15%−23%NaOH(质量分数, 下同)水溶液, 脱芯时间为12和24 h。铝基陶瓷型芯的脱芯工艺为: 工作温度200−300℃, 压力为0.2−0.6 MPa, 脱芯溶液50% KOH水溶液, 脱芯时间300和600 h。用高压水冲洗经过脱芯处理的试棒。测定经脱芯处理和未脱芯处理样品的室温拉伸性能和在980℃/83 MPa条件下的持久性能。

用MEF4A光学显微镜和JSM6301F扫描电镜观察合金样品的组织特征。用D/Max-2500PC衍射仪(XRD)测定经脱芯处理后的样品的表层腐蚀产物结构。根据GB/T14265-1993标准分析经过脱芯处理后试棒中的气体含量。

2 结果和讨论

2.1 硅基脱芯工艺处理后合金的组织和性能

DZ40M合金的铸态组织如图1所示, 可见合金由奥氏体基体和碳化物组成。在合金中有两种形态的碳化物, 其中深色数量较多为富Cr的M_7C_3型碳化物, 呈骨架状; 浅色呈条块状为富Ta、Ti、Zr和W的MC型碳化物。图2给出了DZ40M合金经过24 h硅基脱芯处理后的微观组织。比较图1和2可见, 合金组织状态未发生显著变化。图3给出了DZ40M合金经过硅基脱芯工艺处理24 h后的样品表层组织, 观察的位置在拉伸试棒的顶针孔区域。从图可见, 在合金表面未发现腐蚀产物, 对合金试棒表面的XRD检测结果(图4)表明, 没有出现任何新相。对硅基脱芯处理前后圆试棒的直径几乎没有发生变化, 表明24 h的硅基脱芯处理对试样的腐蚀非常轻微,

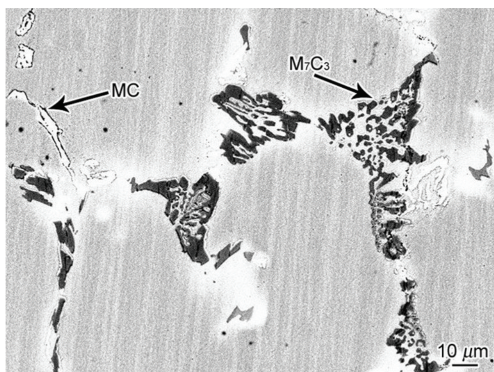


图1 DZ40M合金的铸态组织
Fig.1 Microstructure of DZ40M alloy as-cast

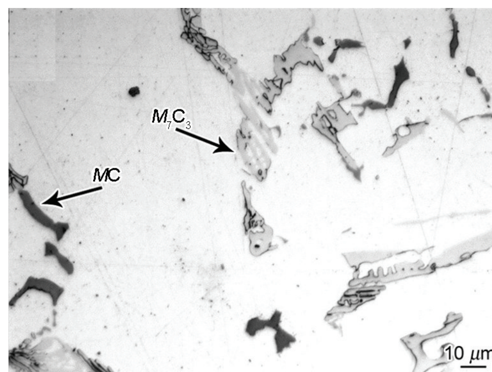


图2 硅基脱芯工艺处理24 h后DZ40M合金组织
Fig.2 Microstructure of DZ40M alloy immersed in Si-based core leaching medium for 24 h

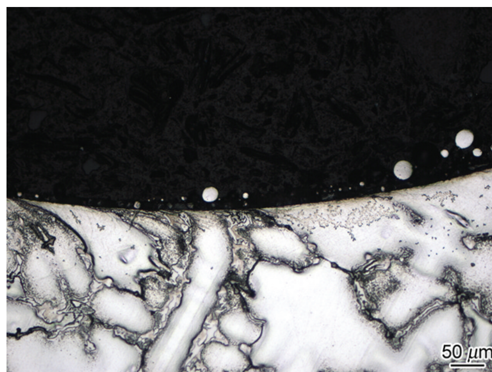


图3 硅基脱芯处理24 h后DZ40M合金表面的微观组织
Fig.3 Microstructure of DZ40M alloy surface immersed in Si-based core leaching medium for 24 h

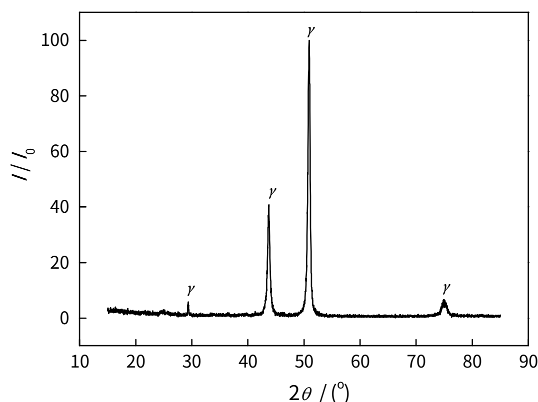


图4 硅基脱芯处理24 h后DZ40M合金表面的XRD谱
Fig.4 XRD spectra of DZ40M alloy surface immersed in Si-based core leaching medium for 24 h

对试样的尺寸几乎没有影响。

表1列出了DZ40M合金经硅基脱芯工艺处理不同时间试样的室温拉伸性能数据。可以看出, 硅基脱芯处理时间的长短对合金室温拉伸性能没有影响。硅基脱芯处理前后试样的室温拉伸断口, 如图5所示。处理与未处理试样的断口形貌相同, 断口都比较平齐, 没有明显颈缩, 断口上树枝晶及不同位向晶粒的晶界明显可见。样品断口的高倍微观组织表明(图6), 枝晶轴由许多带有河流状花纹的小平面和撕裂棱组成 (箭头1位置), 撕裂棱由大量细小的韧窝组成, 为准解理断裂。在断口上还可见到沿枝晶间和晶界的二次裂纹, 在二次裂纹内可见到碎裂的碳化物(箭头2位置), 表明晶界和枝晶间是室温拉伸断裂的薄弱部位。

表2列出了DZ40M合金经硅基脱芯工艺处理不同时间后在980℃/83MPa条件下的持久性能数据。从表2可见, 经过硅基脱芯工艺处理后合金的持久寿命没有减少, 塑性也没有变差。DZ40M合金经过硅基脱芯工艺处理后合金的持久寿命、断面收缩率和延伸率都有所提高, 这是样品的个体差异所致。

图7给出了硅基脱芯处理前后DZ40M合金持久试样的断口形貌。可以看出, 脱芯前后试样的断口形貌相同, 宏观断口均呈锥形, 颈缩明显; 微观断口均呈韧窝状, 为韧性断口。

2.2 铝基脱芯工艺处理后合金的组织和性能

图8给出了经过铝基脱芯处理后DZ40M合金的微观组织。比较图8a和铸态组织(图1)发现, 晶界和枝晶间共晶碳化物的形态及分布没有显著变化, 但是略有粗化并连成断续的网状。放大后观察发

表1 硅基脱芯工艺处理不同时间后样品的室温拉伸性能

Table 1 Tensile properties of DZ40M alloy immersed in Si-based core leaching medium for different times

Leaching time /h	Tensile strength /MPa	Yield strength/MPa	Reduction of area/%	Elongation /%
0	603	465	7	7
300	630	450	11.5	11.5
600	595	460	5	6.5

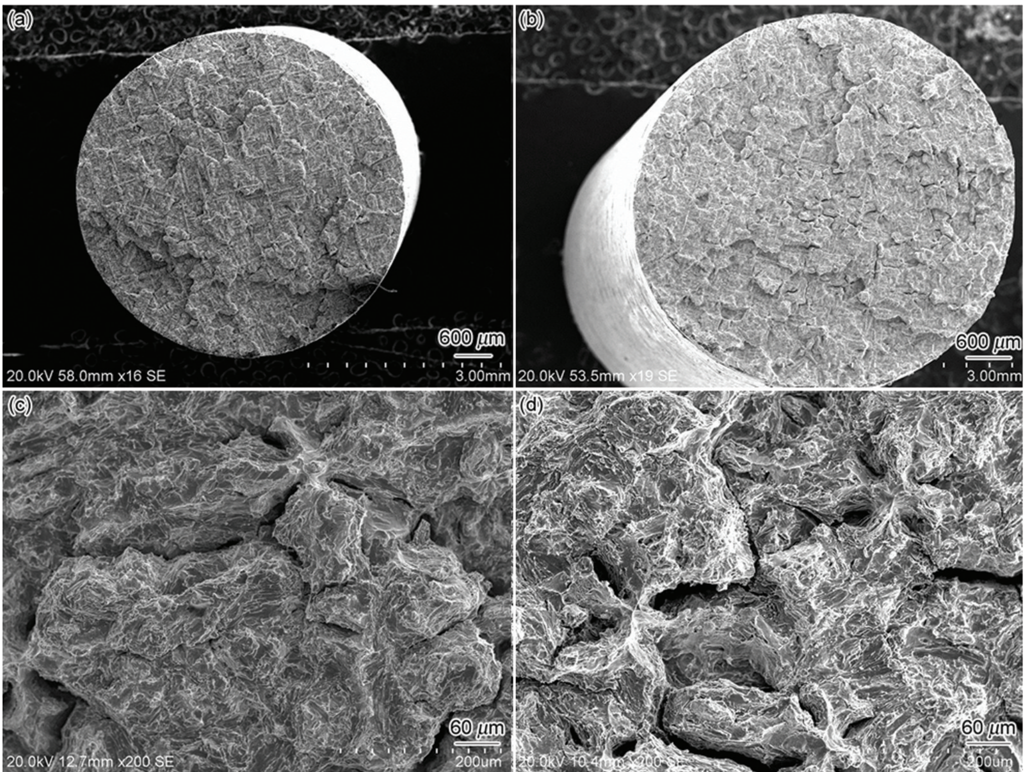


图5 硅基脱芯处理前后DZ40M合金试样的室温拉伸断口

Fig.5 Macro (a, b) and micro (c, d) fractures of tensile-fractured specimen of DZ40M alloy at room temperature, (a, c) as-cast, (b, d) immersed Si-based core leaching medium for 24 h

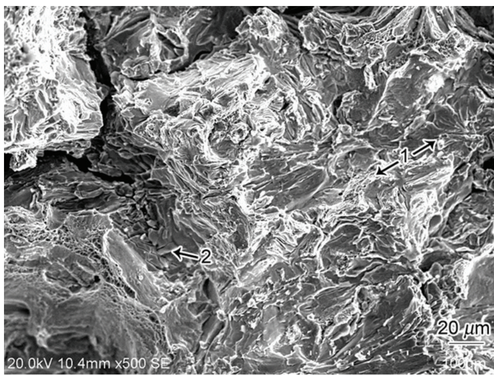


图6　硅基脱芯处理24 h后DZ40M室温断口的高倍微观组织

Fig.6 High magnification fractograph of tensile-fractured specimen of DZ40M alloy immersed in Si-based core leaching medium for 24 h

表2 DZ40M合金经硅基脱芯工艺处理不同时间后在980℃, 83 MPa条件下的持久性能

Table 2 Rupture properties of DZ40M alloy immersed in Si-based core leaching medium for different time and the test condition is 980℃ and 83 MPa

Leaching time/h	Rupture life/h	Reduction of area/%	Elongation /%
0	64.55	83.35	46.20
12	85.4	90.28	60.40
24	89.87	87.38	62.73

现, 在共晶碳化物的周围有细小弥散的二次碳化物析出(图8b), 在共晶碳化物两侧形成窄的析出带。处理300 h试样中的析出带最宽约6 mm, 处理600 h试样中的析出带最宽约13 mm。以上结果表明, 铝基脱芯工艺处理时间的长短影响合金的组织状态, 主要是铝基脱芯工艺的工作温度较高和脱芯时间较长所致。

图9给出了铝基脱芯处理600 h后DZ40M合金表面附近的显微组织。可以看出, 合金试样的表面覆盖着一层腐蚀产物, 处理300 h试样腐蚀层的最大厚度约为150 mm, 处理600 h试样腐蚀层的最大厚度约为170 mm。内层的腐蚀产物呈深灰色, 比较致密, 产物单一。外层的腐蚀产物比较疏松, 有孔洞和微裂纹, 岛状的黑色腐蚀产物散落在深灰色腐蚀产物上。腐蚀层与基体的界面不平整, 枝晶间共晶碳化物突出于腐蚀产物内, 形成一个个尖锐的锯齿状突起, 齿的高度从十几微米到几十微米。这种现象说明, 共晶碳化物的耐蚀性好于基体。由于碳化物和基体的电极电位不同, 腐蚀沿两者的界面发生。在腐蚀层中, 可见被腐蚀的共晶碳化物的痕迹。表3列出了腐蚀产物的EDS分析结果。可以看出, 两种腐蚀产物均为富Cr含Co、Ni、Ti、Al、Fe等元素的氧化物。

图10给出了经铝基脱芯处理后试样表面的

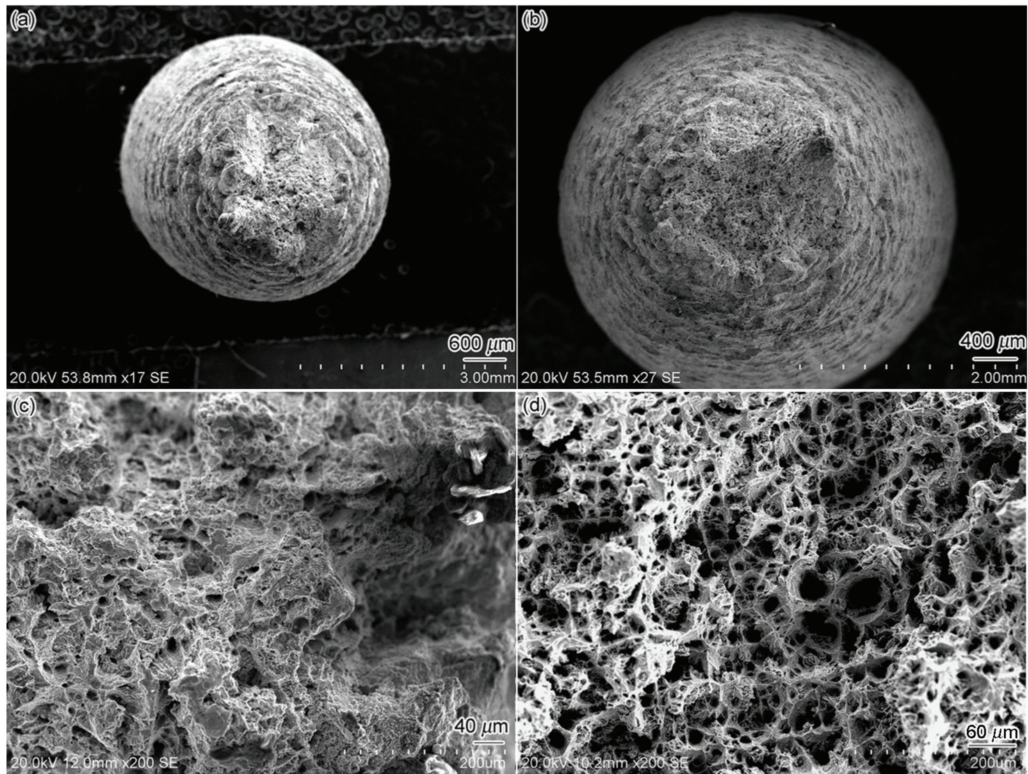


图7 在980℃/83 MPa条件下持久样品的断口形貌

Fig.7 Macro (a, b) and micro (c, d) fractures of rupture-fractured specimen of DZ40M alloy at 980℃ and 83 MPa, (a, c) as-cast, (b, d) immersed Si-based core leaching medium for 24 h

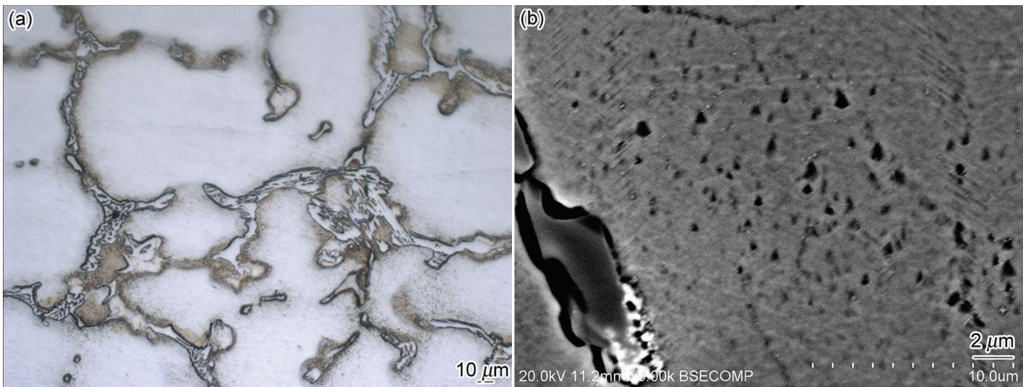


图 8 铝基脱芯工艺处理后DZ40M合金的微观组织

Fig.8 Microstructure of DZ40M alloy immersed in Al-based core leaching medium with the leaching time 300 h (a) and 600 h (b)

XRD分析结果。可以看出, 经300和600 h脱芯处理后合金表面的腐蚀产物相同, 主要是(Ni, Co, Fe)Cr_2O_4和少量的TiO_2及Al_2O_3, 与EDS的分析结果一致。与硅基脱芯处理后的腐蚀相比, 铝基脱芯处理对DZ40M合金的腐蚀更为严重。

经过脱芯液浸泡后合金表面的腐蚀产物可能大部分溶解了, 因此仅靠合金表面的腐蚀层厚度难以判断腐蚀的轻重。应该根据浸泡前后试样尺寸的变化判断腐蚀的程度。对铝基脱芯处理前后圆试棒直径的测量表明, 处理300 h后直径仅减少0.06%, 处理600 h后直径减少1.26%, 可见试样尺寸的变化是很小的。

DZ40M合金铸态合金的室温断裂强度为605 MPa, 合金试棒经过在铝基脱芯溶液中浸泡600 h后, 其室温断裂强度为240 MPa, 合金的断面收缩率由未处理前的7%降到处理后的0.5%。这些结果表明, 经过铝基脱芯处理后DZ40M合金的拉伸性能显著下降, 强度降低一倍多, 塑性接近于零, 经过600 h脱芯浸泡后合金更容易发生脆性断裂。

图11给出了铝基脱芯处理不同时间后室温拉伸试样的断口形貌。比较图5a和图11a或11d可以看出, 经脱芯处理的试样断口平齐, 可分为最外侧的解理区、芯部的准解理区和两者之间的过渡区, 经脱芯处理试样的断口与未经处理的试样断口显著不同。在低倍下断口的外圆周为平滑的环形断面, 与芯部断面完全不同。经300 h处理试样断口上的环

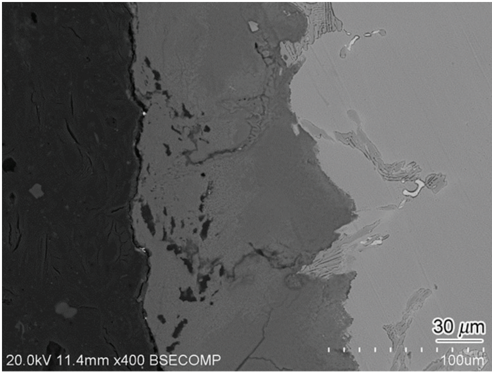


图 9 铝基脱芯处理600 h后试样表面附近的组织

Fig.9 Microstructure near surface of specimen immersed in Al-based core leaching medium for 600 h

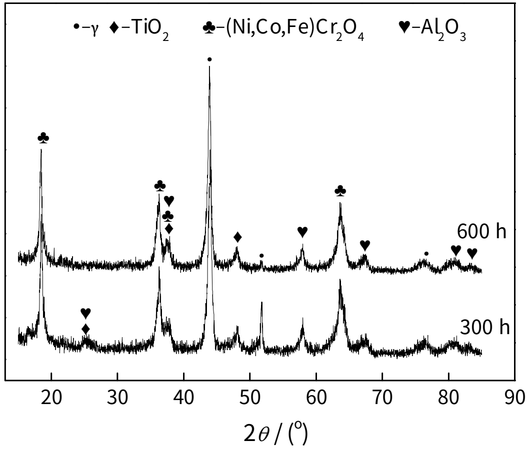


图 10 铝基脱芯处理试样表面的XRD谱

Fig.10 Surface XRD spectra of specimen immersed in Al-based core leaching medium

表 3 经600 h铝基脱芯处理试样表面腐蚀产物的EDS分析结果

Table 3 EDS analysis result of surface corrosion products of specimen immersed in Al-based core leaching medium for 600 h (%, atomic fraction)

Element	O	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	W
Black corroded product	56.79	1.25	4.29	26.02	2.41	4.24	4.62	—
Dark grey corroded product	61.01	3.87	0.38	27.66	1.75	3.70	1.33	0.28

形断面径向宽度约为0.7−1.1 mm, 经600 h处理试样断口上的环形断面径向宽度约为0.7−1.2 mm。由此可见, 虽然铝基脱芯时间延长但是环形断面的径向宽度并未显著增加。断口芯部的断面为圆形(图11a)或椭圆形(图11d)。从图11b和e左侧区域可见, 环形断面上存在河流状花纹和扇形花样, 表明沿环形断面所发生的断裂为脆性的解理断裂; 从图11b和e右侧区域可见, 河流状花纹止于解理区与准解理区的交界面。观察图11c和f发现, 有明显的解理小平面和带韧窝的撕裂棱, 断口芯部为沿枝晶间的准解理断面。从图11a和c还可见, 环形断面上存在着许多径向的大台阶, 表明环形断面的断裂是多源解理断裂。

图12给出了铝基脱芯处理600 h室温拉伸试样

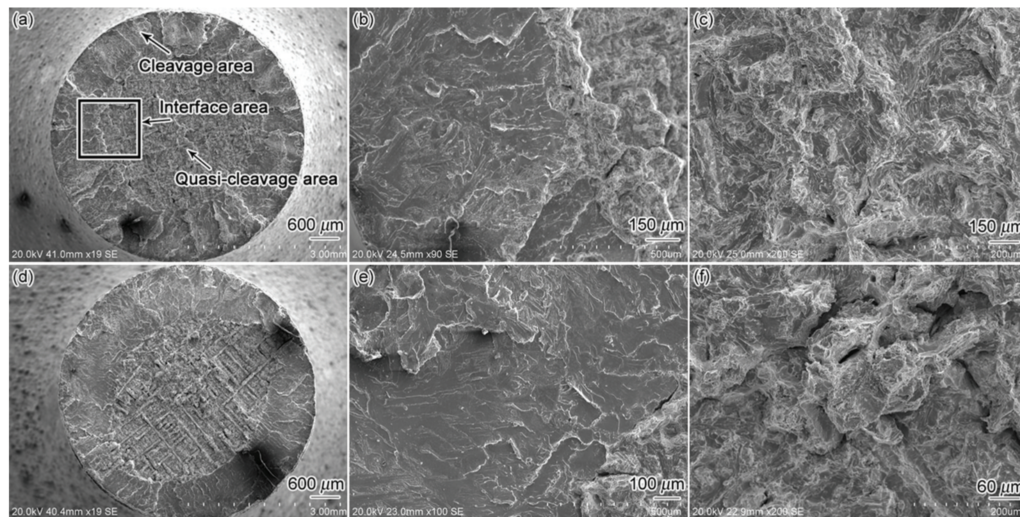


图11 铝基脱芯处理后的DZ40M合金室温断口形貌

Fig.11 Fractographs of tensile-fractured specimen of DZ40M alloy at room temperature after Al-based core leaching for 300 h (a-c) and 600 h (d-f), (a, d) macro fracture, (b, e) micro fracture, (c, f) center of fracture surface

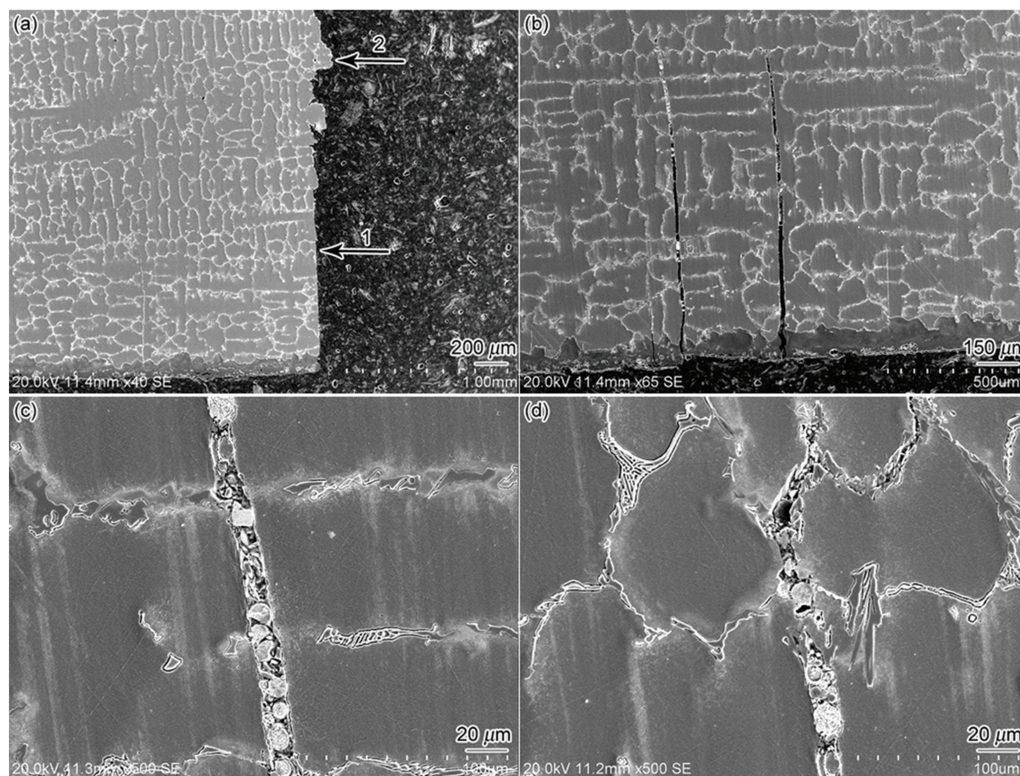


图12 铝基脱芯处理600 h后室温拉伸试样断口附近的纵剖面组织

Fig.12 Microstructure of longitudinally sectioned tensile specimen immersed in Al-based core leaching medium for 600 h, (a) fracture surface, (b-d) cracks

断口及其附近的纵剖面组织。由图12a拉伸断口的纵剖面可以看出, 从外表面向内约1.2 mm的断面(箭头1所指)非常平齐, 与断口环形断面宽度相当。在断口的芯部可以明显看到断裂是沿枝晶间发生的(箭头2所指)。在拉伸断口附近发现许多径向裂纹, 图12b给出了其中最长的两条裂纹。可以看出, 这些裂纹几乎是笔直的, 与试样外表面和拉应力垂直。这些裂纹是穿晶的, 由试样表面沿径向向芯部扩展。裂纹在扩展过程中, 不论遇到腐蚀层、枝晶轴还是碳化物, 都不弯曲。裂纹的最大长度约1.3 mm, 也与断口上环形断面的宽度相当。裂纹根部的宽度约为25 mm, 尖端处的宽度约为10 mm。裂纹内有碎块(图12c), EDS分析表明这些碎块为碎裂的基体和碳化物。长裂纹的尖端沿共晶碳化物扩展(图12d), 说明这种长裂纹的尖端已抵达脆性解理区的前沿, 是解理断裂和准解理断裂的过渡部位。裂纹尖端内的共晶碳化物已经发生碎裂(图12d), 说明共晶碳化物是准解理区的薄弱部位。

表4列出了铝基脱芯处理后DZ40M合金持久性能数据。从表4可见, 铝基脱芯处理后DZ40M合金持久寿命显著下降, 由未处理的64.55 h下降到1 h左右, 寿命损失98%以上。这表明, DZ40M合金经300 h以上的铝基脱芯处理后, 其持久寿命几乎完全丧失; 同样地, DZ40M合金的塑性也显著下降。在试验条件下处理300 h试样的伸长率下降72%, 断面收缩率下降80%; 处理600 h试样的伸长率下降79%, 断面收缩率下降85%。

图13给出了铝基脱芯不同时间处理后的持久试样断口形貌。比较图7a和图13a或13d可见, 未经脱芯处理的试样断口为圆锥形韧性断口; 经铝基脱芯处理后断口外圆周的环形断面为光滑的脆性断面, 比较平齐, 虽有轻微的氧化, 但仍可看到河流状花纹, 为解理断面(图13e), 断口芯部为韧窝状塑性断面(图13d和f)。从图13c可见, 脆性断面发生龟裂, 表明合金经过铝基脱芯处理300 h后在合金表面形成脆性的表面层, 厚度约1 mm。

2.3 讨论

经铝基脱芯处理后, DZ40M合金的显微组织除

表4 DZ40M合金经铝基脱芯工艺处理不同时间后在980℃/83 MPa条件下的持久性能

Table 4 Rupture properties of DZ40M alloy immersed in Al-based core leaching medium for different time and the test condition is 980℃/83 MPa

Leaching time/h	Rupture life/h	Reduction of area/%	Elongation/%
0	64.55	46.2	83.35
300	1.12	12.94	16.67
600	0.92	9.83	12.33

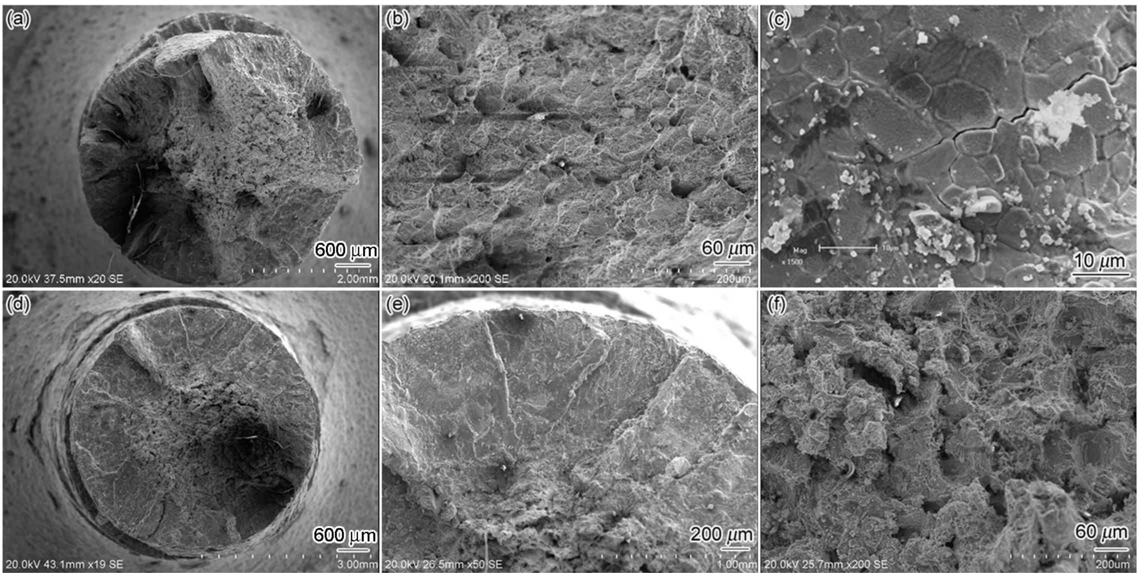


图13 铝基脱芯不同时间处理后持久试样的断口形貌

Fig.13 Fractographs of rupture-fractured specimen of DZ40M alloy at 980℃/83MPa after Al-based core leaching for 300 h (a-c) and 600 h (d-f), (a, d) macro fracture, (b, f) center of fracture, (c) surface layer of fracture, (e) outer area of fracture

表5 脱芯处理前后DZ40M合金试样中的平均氢含量

Table 5 Effect of core leaching technology on the average hydrogen content of DZ40M alloy

Leaching process	As-cast	Si-based core leaching medium for 24 h	Al-based core leaching medium for 300 h
Hydrogen content /$\times 10^{-6}$	0.6	1.4	168

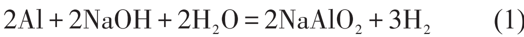
少量二次析出外没有发生显著变化。试样表面的腐蚀产物虽比硅基脱芯处理试样的多, 但试样尺寸并没有显著减少。力学性能的测试结果却表明, 经铝基脱芯处理后合金发生了脆化, 但不是试样整体脆化, 只是在试样外层约1 mm的厚度内发生脆化。很显然, 组织的微小变化和表面腐蚀并不是合金脆化的主要原因。

引起铸造Co基高温合金脆化的因素很多, 如析出相, 铸造缺陷, 夹杂物、应力腐蚀及外部气体引起的脆化等。就本研究所使用的材料、试验条件和观察结果而言, 引起合金脆化的可能原因, 一个是析出脆化, 另一个是外来气体引起的脆化。

析出相引起的脆化使试样整体脆化, 这显然与铝基脱芯处理使试样外层约1 mm厚度内发生脆化的现象不符。对脱芯处理前后试样的气体分析结果表明, 经脱芯处理后合金试样中的氢含量升高。

表5列出了DZ40M合金经脱芯处理前后试样中的平均氢含量。可以看出, 硅基脱芯处理24 h后试样中的氢含量并未显著提高, 其显微组织和试样尺寸也未发生显著变化, 表明其性能未受到显著的影响。而经铝基脱芯处理300 h后试样中的平均氢含量是未处理试样的280倍, 达到168×10^{-6}(铝基脱芯处理600 h试样的氢含量与处理300 h的相同), 发生了显著的充氢。如果以约1 mm的脆化层作为充氢层计算, 脆化层中的氢含量达到262×10^{-6}, 是未充氢试样的437倍。由此可见, 经铝基脱芯处理试样外层的脆化是由于充氢引起的脆化, 即氢脆。合金中的氢含量虽然非常高, 但显微组织并未发生显著变化, 这与Walston等人[4]的研究结果一致。

由于合金中含有Al, 进入合金中的氢来源于Al与强碱的反应:



$$2Al + 2NaOH + 2H_2O = 2NaAlO_2 + 3H_2 \qquad (1)$$

在200℃-300℃, H_2与金属表面接触被金属表面吸附, 分解成氢原子, 并向金属内部扩散。氢在FCC合金中的扩散系数非常低, 在1 h内只扩散几微米[5]。而经铝基脱芯处理试样的外层发生脆化而芯部仍为塑性状态的原因, 就是经300-600 h的铝基脱芯处理后氢还没有扩散到试样的芯部。

在其它条件相同的情况下, 温度对充氢量有着显著的影响。Hicks等[5]的试验表明, 在230-250℃充氢可得到最大的氢浓度。而铝基脱芯处理正是在200-300℃进行的。在有利于充氢的温度范围内处理, 是铝基脱芯处理试样氢含量高的原因之一。

已有研究表明[6], 钴基合金发生氢脆的两个必须因素是外部充氢和低温时效。钴基合金的时效对氢脆有两个相反的作用。在205℃到大约650℃的温度范围内, 时效对抗氢脆是非常有害的。而在760℃以上时效, 则是非常有益的。铝基脱芯处理的温度范围为200℃-300℃, 正是处于对抗氢脆非常有害的温度范围内。这可能就是经铝基脱芯处理的DZ40M合金试样显著脆化、力学性能显著下降的主要原因。

3 结　论

1. 在24 h内的硅基脱芯处理对DZ40M合金的拉伸、持久性能影响不显著。经过铝基脱芯处理300 h后合金的拉伸、持久性能显著下降, 但是处理时间延长到600 h其拉伸、持久性能与300 h的相比并没有显著变化。

2. 经硅基脱芯处理的试样表面几乎没有腐蚀产物, 而经铝基脱芯处理试样表面腐蚀产物层的最大厚度达150-170 mm, 其腐蚀产物由(Ni, Co, Fe)Cr_2O_4和少量TiO_2、Al_2O_3组成。

3. DZ40M合金的拉伸、持久试样断口在硅基脱芯处理前后没有发生变化; 而经过铝基脱芯处理后合金的拉伸、持久试样断口发生了显著变化, 外层约1 mm厚的环形区为脆性解理断裂, 芯部为准解理或塑性断裂; 试样外层约1 mm厚环形区的脆化, 是合金在铝基脱芯处理过程中充氢诱发的氢脆引起的。

参 考 文 献

1 HAI Chao, Leaching technology of Si-based ceramic core, in: *10th Conference in Chinese Casting* (2007) p. 252-256
(海　潮, 硅基陶瓷型芯脱芯工艺, 中国精铸第十届年会论文集, 2007)p. 252-256)

2 Thomas J Thornton, Julie A Faison, Neil E Paton, Method for removing ceramic material from castings using caustic medium with

oxygen getter, US Patent, 5679270(1997)

3 LI Lin, LIU Jianping, Research and application of reagent for removing aluminum-base core in manufacture of blades/vanes for areo-engine, Journal of Aeronautical Materials, **1**(s), 282(2003)
(李 林, 刘建平, 铝基型芯剂的研究及在航空发动机叶片制造中的应用, 航空材料学报, **1**(s), 282(2003))

4 W. S. Walston, I. M. Bernstein, A. W. Thompson, The effect of internal hydrogen on a single-crystal nickel-base superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A, **23**(4), 1313(1992)

5 P. D. Hicks, C. J. Altstetter, Internal hydrogen effects on tensile properties of iron-base and nickel-base superalloys, Metall. Trans. A, **21**(2), 365(1990)

6 J. R. Davis, *Nickel, Cobalt, and Their Alloys* (OH, ASM International Materials Park, 2000)p.127